تأثیر عملیات حرارتی آس‌تمپرینگ بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد D6AC *

خدامراد عباس‌زاده [۱]   حسن ثقفیان [۲]   شهرام خیراندیش [۳]

چکیده

در این پژوهش، تأثیر زمان آس‌تمپرینگ بر ریزساختار، خواص کششی و مقاومت به ضربه‌ی فولاد فوق مستحکم کم آلیاژ D6AC بررسی شد. برای رسیدن به این هدف، ابتدا نمونه‌ها در دمای 910 °C آستنیته شدند و پس از آن، عملیات حرارتی آس‌تمپرینگ در دمای 330 °C به‌مدت زمان‌های ۳/۵، ۵، ۷/۵، ۱۰، ۱۲/۵، ۱۵، ۲۰ و ۱۴۴۰ دقیقه، و سرد کردن سریع بعدی در روغن برای به‌دست آوردن ریزساختارهای مختلف انجام شد. از میکروسکپ نوری و الکترونی روبشی(SEM) برای مطالعه‌ی ریزساختارها، و از دستگاه‌های کشش و ضربه (نوع چارپی) برای ارزیابی خواص مکانیکی استفاده شد. نتایج حاصل نشان دادند که با افزایش زمان آس‌تمپرینگ، استحکام تسلیم و کششی فولاد با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت در مقایسه با فولاد مارتنزیتی ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد، ولی انرژی ضربه و انعطاف‌پذیری آن با افزایش زمان آس‌تمپرینگ همواره افزایش می‌یابد. بررسی‌های ریزساختاری نشان دادند که علت وجود نقطه‌ی بیشینه در نمودار استحکام - زمان آس‌تمپرینگ، تقسیم شدن دانه‌های آستنیت اولیه و کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت توسط بینایت پایینی و ممانعت از تغییر شکل موم‌سان بینایت پایینی به‌وسیله‌ی مارتنزیت سخت اطراف آن است. ظاهر سطح شکست نمونه‌های ضربه با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت ترکیبی از سطح شکست شبه ترد، بافت رشته گونه‌ی ناشی از تغییر شکل موم‌سان و ریزفرورفتگی داشت، امّا سطح شکست نمونه‌های ضربه با ریزساختار مارتنزیتی از نوع ترد بین دانه‌ای بود.

واژه های کلیدی *آس‌تمپرینگ، فولاد D6AC، فولاد فوق مستحکم، عملیات حرارتی، بینایت پایینی.*

Effect of Austempering Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of D6AC Steel

K. Abbaszadeh   H. Saghafian   S. Kheirandish

Abstract

In this research, the influence of austempering time on the microstructure, tensile and impact properties of the ultrahigh strength D6AC steel was studied. For this purpose, samples were first austenitized at 910 °C for 40 minutes, and then austempering treatment at 330 °C for 3.5, 5, 7.5, 10, 12.5, 15, 20 and 1440 minutes with the subsequent oil-quenching stage was conducted in order to obtain different steel microstructures. Steel microstructures were examined using the optical and scanning electron microscopes. Mechanical properties of steel samples were determined by performing the tensile and Charpy impact tests. The results showed that the yield and tensile strengths of the samples with lower bainite-martensite microstructure first increased and then decreased with increasing the austempering time when compared with the martensitic steel. However, its impact energy and ductility always increases with increasing the austempering time. Microstructural examinations showed that the onset of a peak in the strength-austempering time curve is due to the partitioning of the prior austenite grains by lower bainite and the plastic constraint which is induced on the lower bainite by the surrounding hard martensite. The fracture surface of impact samples with lower bainite-martensite microstructure showed a mixed mode including the quasi-cleavage and the ductile fracture represented by dimples. However, the fracture surface of the impact sample with martensitic microstructure exhibited the brittle intergranular fracture phenomenon.

Key Words austemepring, D6AC steel, Ultrahigh strength steel , heat treatment, Lower bainite.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۸۹/٤/۳۰ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۸۹/۱۰/۱۸ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسوول: دانشجوی دکتری، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(۲) استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(۳) دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

مقدمه

فولاد D6AC از جمله فولادهای فوق مستحکم کم آلیاژ با کربن متوسط است که در طیف وسیعی از کاربردهای صنعتی مانند چرخ‌دنده، محور، قالب و فنر، و نیز اجزای بحرانی در صنایع هوا- فضا نظیر ارابه‌ی فرود بال‌گرد، محور بال هواپیما، موتور موشک‌های با سوخت جامد، مخزن‌های تحت فشار و مانند آن ... به‌کار می‌روند [1,2]. از آنجا که در کاربردهای هوا- فضا شرایط بحرانی بروز شکست ترد و فاجعه آمیز وجود دارد، لازم است ماده‌ی استفاده شده از استحکام بالا به‌همراه مقاومت به ضربه و انعطاف پذیری مناسب برخوردار باشد[3]. با توجه به این‌که به‌طور هم‌زمان نمی‌توان خواص مکانیکی را با روش‌های مرسوم عملیات حرارتی مانند سرد کردن سریع و بازگشت بهبود داد، مطالعاتی بر روی روش‌های عملیات حرارتی سرد کردن سریع به‌شکل منقطع انجام شده است. با این‌حال، در این‌گونه روش‌ها (مانند آس‌تمپرینگ) بر خلاف روش‌های متداول سرد کردن سریع و بازگشت، میزان اعمال شوک حرارتی به قطعه ناشی از سرد کردن سریع به کم‌ترین حد خود رسیده و در نتیجه، احتمال ترک خوردگی و واپیچش آن کمینه می‌شود [4,5].

سجادی و زبرجد [6]، نشان داده‌اند که محصول استحاله‌ی تک‌دمای آستنیت به بینایت می‌تواند با توجه به دما و زمان فرایند، بینایت بالایی، بینایت پایینی و یا مخلوطی از بینایت، آستنیت و یا مارتنزیت باشد. افزون بر این، تحقیقات نشان داده‌اند که خواص مکانیکی فولادهایی با ریزساختارهای فوق‌الذکر، به نوع، توزیع و میزان فازهای موجود در آن‌ها بستگی دارد [7].

گروهی از پژوهش‌گران گزارش کرده‌اند که فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا با ریزساختار بینایت پایینی+ مارتنزیت (انوع AISI4130، AISI4140 و AISI4340) در مقایسه با فولادهای مارتنزیتی خواص مکانیکی بهتری دارند [8-10]. امّا فولادهای با ریزساختار بینایت بالایی- مارتنزیت از خواص مکانیکی پایین‌تری نسبت به فولادهای مارتنزیتی برخوردارند [11,12]. با این‌حال، پژوهش‌های رااو نشان داده‌اند که ریزساختار بینایت بالایی- مارتنزیت در فولاد فوق مستحکم کم آلیاژ با کربن متوسط (نوع AISI4330V) خواص مکانیکی بهتری را نسبت به فولاد با ریزساختار مارتنزیتی و بینایت پایینی- مارتنزیت به‌دست می‌دهد و نیز، ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت در این فولاد استحکام و چقرمگی کم‌تری را نسبت به ریزساختار مارتنزیت بازگشت یافته نتیجه می‌دهد [13].

نتایج پژوهش‌های نات نیز نشان می‌دهند که چقرمگی شکست فولاد A533B با ریزساختار بینایت بالایی در مقایسه با فولاد مارتنزیتی پایین‌تر بوده و چقرمگی شکست فولاد با ریزساختار بینایت بالایی- مارتنزیت مابین چقرمگی‌های شکست فولادهای با ریزساختار بینایت بالایی و مارتنزیتی قرار دارد [14].

بررسی‌های سالمی و عبدالله‌زاده پیرامون تأثیر ریزساختار سه فازی فریت- بینایت- مارتنزیت در فولاد AISI4140 نیز نشان داده‌اند که این فولاد سه فازی از استحکام و چقرمگی شکست پایین‌تری نسبت به فولاد مارتنزیتی بازگشت یافته، به‌دلیل افزایش مرزهای بین فازی در آن، برخوردار است [15,16].

مقایسه‌ی خواص مکانیکی فولاد AISI4340 با ریزساختار بینایت پایینی با فولاد مارتنزیتی بازگشت یافته نشان داده است که به‌ازای استحکام تسلیم مشابه، سختی، استحکام کششی، انرژی ضربه و درصد ازدیاد طول نسبی بینایت پایینی بیش از مارتنزیت بازگشت یافته است [17]. تحقیق تی‌یو نیز نشان می‌دهد که به‌ازای میزان سختی مشابه، استحکام کششی، انرژی ضربه و درصد ازدیاد طول نسبی فولاد SK5 با

ریزساختار بینایت پایینی بیش از ریزساختار مارتنزیت بازگشت یافته‌ی آن است، امّا به‌دلیل بزرگ‌تر بودن تیغه‌های بینایت پایینی در مقایسه با تیغه‌های مارتنزیتی، استحکام تسلیم بینایت پایینی کمتر از مارتنزیت بازگشت یافته بوده است [18].

به نظر می‌رسد که پدید آمدن اختلاف در نتایج پژوهش‌های مرور شده به‌دلیل وجود اختلاف در نوع، کسر حجمی و نحوه‌ی تشکیل بینایت در فولادهای متفاوت مطالعه شده بوده است. با توجه به استفاده‌ی گسترده از فولاد D6AC در کاربردهای حساس صنعتی و نیز، پراکندگی نتایج به‌دست آمده، انجام پژوهشی کامل‌تر برای بررسی تأثیر ریزساختارهای تک‌فاز و مخلوط بینایت پایینی- مارتنزیت بر خواص مکانیکی این فولاد ضروری به‌نظر می‌رسد.

در تحقیق حاضر، تأثیر فرایند عملیات حرارتی آس‌تمپرینگ بر خواص مکانیکی فولاد فوق مستحکم کم آلیاژ D6AC با کربن متوسط به‌کمک آزمون‌های متالوگرافی نوری و الکترونی روبشی (SEM)، کشش و ضربه، و نیز با انجام شکست‌نگاری سطوح مقاطع شکست مطالعه شده است.

مواد و روش تحقیق

ماده اولیه‌ی مورد استفاده در این تحقیق به‌شکل میل‌گردی از جنس فولاد فوق مستحکم D6AC به قطر ۸۵ میلی‌متر بوده است. برای اطمینان از سالم بودن میل‌گرد، آزمون غیرمخرب ذرات مغناطیسی برای شناسایی عیب‌های سطحی و نزدیک به سطح مطابق با روش استاندارد ASTM۷۰۹ [19]، و آزمون آلتراسونیک برای تشخیص عیب‌های درونی مطابق با روش استاندارد ASTME۱۱٤ [20] انجام شدند. در این آزمون‌ها، هیچ عیبی در میل‌گرد مورد مطالعه تشخیص داده نشد.

پس از انجام بازرسی‌های غیر مخرب، آزمون طیف‌سنجی انتشاری (کوانتومتری) به‌منظور کسب اطمینان از درستی نوع ماده‌ی میل‌گرد انجام شد. ابتدا میل‌گرد به‌کمک اره لنگ برش داده شد، و سپس صفحه‌هایی به‌طول ۱۳۰، پهنای ٦۰ و ضخامت‌های ٦ و ۱۲ میلی‌متر در جهت طول آن تهیه شد. به‌منظور حذف تنش‌های باقی‌مانده در صفحه‌ها و جلوگیری از رشد دانه‌ها در مرحله‌ی آستنیته شدن آن‌ها، فرایند عملیات حرارتی تنش‌زدایی در دمای ٦٥۰ °C به‌مدت زمان ۱۸۰ دقیقه انجام شد [5]. برای رسیدن به ریزساختار اولیه‌ی مشابه در همه‌ی نمونه‌ها، عملیات حرارتی تاب‌کاری در دمای ۸۲۰ °C به‌مدت زمان یک‌ساعت درون کوره‌ی الکتریکی با گاز محافظ آرگون (با درجه‌ی خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد) با دقّت دمای ٤ °C± و نرخ سرد کردن ۳۰ °C/hr انجام شد[5]. در مرحله‌ی عملیات حرارتی سرد کردن سریع به‌طور مستقیم و فرایند بازگشت بعدی، نمونه‌ها ابتدا درون کوره‌ای با محیط کنترل شده‌ی نیتروژن در دمای ۹۱۰°C به‌مدت زمان ٤۰ دقیقه آستنیته شده و سپس، در روغن ٤۰°C سریع سرد شدند [5]. فرایند بازگشت در دمای ۲۰۰°C و به‌مدت ۲ ساعت انجام شد. برای رسیدن به ریزساختار بینایت پایینی، گروهی از نمونه‌ها از دمای آستنیته شدن درون حمام نمک خنثی با دمای ۳۳۰°C (دمایی در محدوده‌ی تشکیل بینایت پایینی) سریع سرد شده و در این دما به‌مدت زمان ۱٤٤۰ دقیقه نگه‌داری شدند و در آخرین مرحله، درون روغن سرد شدند [5]. برای تولید فولادهایی با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت، نمونه‌ها پس از آستنیته شدن در دمای ۹۱۰°C به‌مدت زمان ٤۰ دقیقه، درون حمام نمک ۳۳۰°C سریع سرد شده و در این دما به‌مدت زمان‌های ۳/٥، ٥، ۷/٥، ۱۰، ۱۲/٥، ۱٥ و ۲۰ دقیقه نگه‌داری شده و سپس در روغن ٤۰°C سریع سرد شدند. نمک مورد

استفاده در فرایندهای عملیات حرارتی با مخلوط کردن ۵۶٪KNO_3 با ۴۴٪$NaNO_3$ به‌دست آمد. نقطه‌ی ذوب ترکیب به‌دست آمده ºC ۱۳۵ تعیین شد که عملاً می‌توانست تا دمای کاری ºC ۵۵۰ به‌کار برده شود.

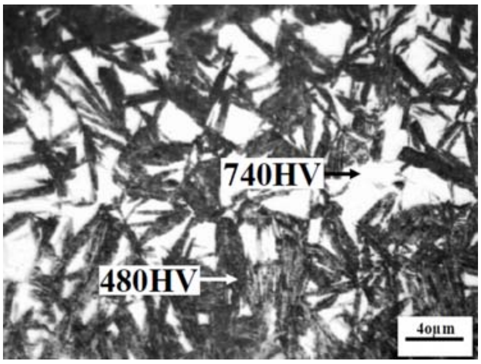
نمونه‌های متالوگرافی از صفحه‌های مختلف عملیات حرارتی شده تهیه شدند و پس از آماده‌سازی اولیه‌ی آن‌ها، با محلول پیکرال ٤٪ + 1%HCL به‌مدت زمان ۳۰ ثانیه حکّاکی شدند [21]. برای حکّاکی رنگی نمونه‌هایی با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت، ابتدا سطح آن‌ها با محلول نایتال ۲٪ به‌مدت زمان ۳ ثانیه فعال شد، و سپس با محلول متابای‌سولفید سدیم ۷٪ حکّاکی شد [21]. ریزساختارهای مختلف با استفاده از میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی(SEM) بررسی شدند. کسر حجمی بینایت پایینی با استفاده از نرم‌افزار تحلیل تصویری Clemex اندازه‌گیری شد. برای تهیه‌ی نمونه‌ی آزمون‌های کشش و ضربه، ابتدا ضخامت صفحه‌های عملیات حرارتی شده با ماشین‌کاری و سنگ‌زنی بعدی به ٤ و ١٠ میلی‌متر رسانده شد و پس از آن، نمونه‌های کشش (نوع تخت) مطابق با استاندارد ASTM E8M [22]، و نمونه‌های ضربه (نوع چارپی) مطابق با استاندارد ASTM E23 [23]، تهیه شدند. آزمون کشش با استفاده از دستگاه کشش ۲۰ تنی و با سرعت حرکت فک mm/min ۵ انجام شد. دستگاه کشش از دقت ۰/۵ درصد برای اندازه‌گیری نیرو و جابجایی برخوردار بود. آزمون ضربه به‌کمک دستگاه ضربه با توان ۳۰۰ ژول انجام شد. دقّت اندازه‌گیری این دستگاه نیز ۰/۵ درصد بود. سطح مقطع شکست نمونه‌های ضربه با استفاده از میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد.

نتایج و بحث

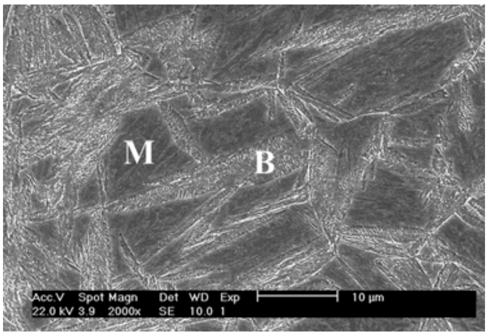
ترکیب شیمیایی میل‌گرد فولادی مورد استفاده در این تحقیق در جدول (۱) آمده است. ترکیب شیمیایی این فولاد با فولاد D6AC مطابقت دارد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد مورد مطالعه برحسب درصد وزنی (wt.%)

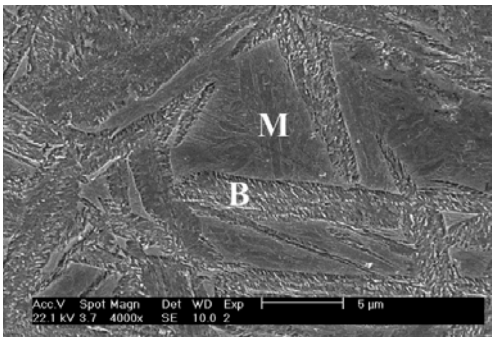
S	P	Mn	Si	C
۰/۰۰٤	۰/۰۰۹	۰/۷٦	۰/۲٦	۰/٤۷
Fe	**V**	**Ni**	**Mo**	**Cr**
بقیه	۰/۱۱	۰/٥٤	۰/۹۳	۰/۹۹



(الف)



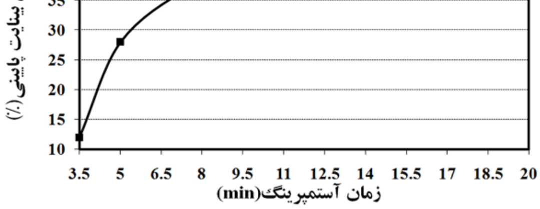
(ب)



(پ)

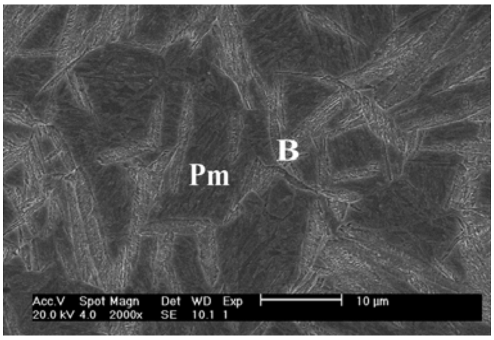
شکل ۱ الف): ریزساختار مارتنزیت + بینایت پایینی؛ تصویر میکروسکوپ نوری، ب و ج): تصویرهای میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)

در شکل (۱- الف)، تصویر میکروسکپ نوری از نمونه‌ی فولادی با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت نشان داده شده است. در این تصویر، بینایت پایینی و مارتنزیت به‌ترتیب به رنگ‌های تیره و سفید دیده می‌شوند. سختی این مناطق که با استفاده از ریزسختی سنج و اعمال نیروی ۲۵۰ گرم اندازه‌گیری شده است، در تصویر آمده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، سختی مناطق سفید رنگ (مارتنزیت) ۷۴۰ و مناطق تیره رنگ (بینایت پایینی) ۴۸۰ ویکرز می‌باشد. این عددهای سختی نتایج حاصل از متالوگرافی را تایید می‌کنند. در شکل (۱- ب) که تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) از همین ریزساختار است، تیغه‌های بینایت پایینی از مرز دانه‌های آستنیت جوانه زده و به‌سمت درون دانه‌ها و یا در طول مرز دانه‌ها رشد کرده‌اند، و این منجر به تقسیم شدن دانه‌های آستنیت اولیه شده است. تصویر (۱- ج) تیغه‌های بینایت پایینی را با وضوح بهتری نشان می‌دهد. واقعیت این است که پس از استحاله‌ی تک‌دمای بخشی از آستنیت به بینایت پایینی با سریع سرد شدن فولاد، باقی‌مانده‌ی آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌شود، به گونه‌ای که با افزایش زمان استحاله‌ی تک‌دما، میزان بیش‌تری از آستنیت به بینایت تبدیل می‌شود. میزان‌های بینایت پایینی که پس از عملیات آس‌تمپرینگ در دمای ۳۳۰ °C به‌مدت زمان‌های ۳/۵، ۵، ۷/۵، ۱۰، ۱۲/۵، ۱۵ و ۲۰ دقیقه تشکیل شده است، در شکل (۲) نشان داده شده‌اند.

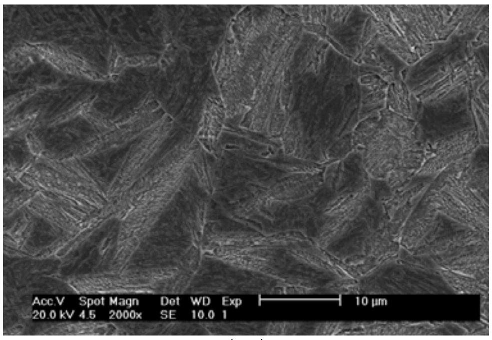


شکل ۲ کسر حجمی بینایت پایینی تشکیل شده در نمونه‌های فولادی بر حسب زمان آس‌تمپرینگ

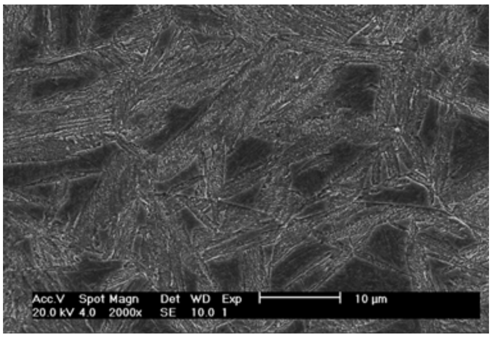
همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، در زمان‌های اولیه‌ی استحاله و به‌دلیل وجود مکان‌های بیش‌تر برای جوانه‌زنی، سرعت تشکیل بینایت پایینی زیاد است، ولی با گذشت زمان از سرعت تشکیل آن کاسته می‌شود. با افزایش کسر حجمی بینایت پایینی، اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت (مجموعه‌ای از لایه‌های موازی مارتنزیت) کاهش می‌یابد. کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت با افزایش میزان بینایت پایینی (از ۲۸ به ۸۰ درصد)، به‌خوبی در شکل (۳) مشاهده می‌شود.



(الف)



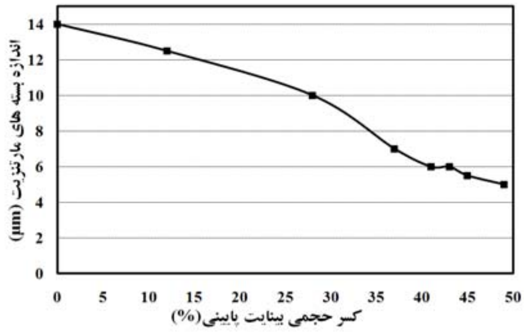
(ب)



(ج)

شکل ۳ کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت (P_m) با افزایش میزان بینایت پایینی؛ الف): ۲۸٪، ب): ۴۳٪، و ج): ۸۰٪ بینایت پایینی

در شکل (۳)، P_m و B به‌ترتیب نشان‌دهنده‌ی اندازه‌ی بسته‌ی مارتنزیت و بینایت پایینی هستند. در تصویرهای این شکل، تیغه‌های بینایت پایینی ابتدا در جهت طولی رشد کرده و با افزایش زمان استحاله، در جهت عرضی رشد کرده و به هم رسیده‌اند. در شکل (٤)، تغییر اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت با کسر حجمی بینایت پایینی به‌صورت کمّی نشان داده شده است.

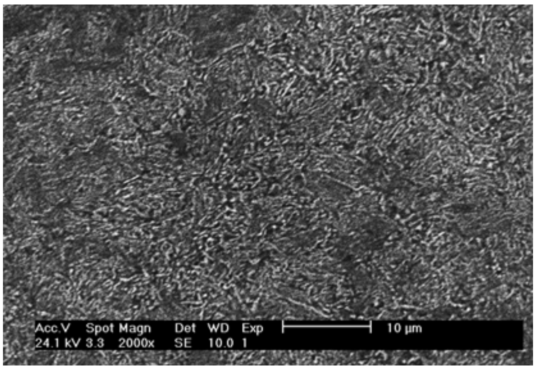


شکل ٤ تغییر اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت با کسر حجمی بینایت پایینی

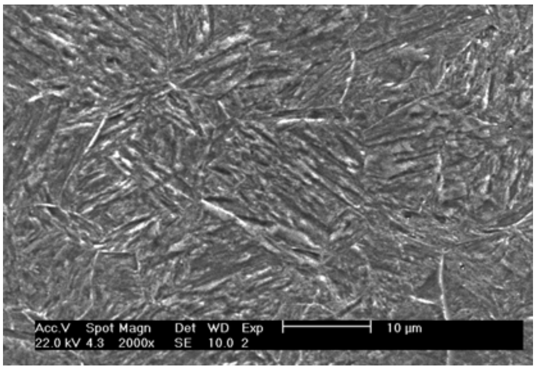
شکل (۵- الف) تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از نمونه‌ای با ریزساختار بینایتی پایینی کامل را نشان می‌دهد. این نمونه پس از آستنیته شدن به‌مدت زمان ٢٤ ساعت، در محدوده دمای تشکیل بینایت پایینی (۳۳۰ ºC) نگه‌داری شده است. بینایت پایینی در این تصویر به‌شکل دانه‌ای دیده می‌شود. شکل (۵- ب) ریزساختار فولاد مارتنزیتی را که از دمای آستنیه شدن درون روغن سریع سرد شده است، نشان می‌دهد. در این تصویر، لایه‌ها و بسته‌های مارتنزیت به‌خوبی مشاهده می‌شوند.

نتایج آزمون کشش در شکل‌های (٦) تا (۹) نشان داده شده‌اند. انتظار می‌رود که استحکام تسلیم و کششی فولاد با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت از قانون مخلوط‌ها (رابطه‌ی ۱) پیروی کند، یعنی با افزایش زمان عملیات آس‌تمپرینگ و در نتیجه، افزایش کسر حجمی بینایت پایینی، استحکام فولاد با این ریزساختار به‌صورت خطی کاهش یابد.

$$\sigma^{Mix} = \sigma^{M}.(1 - V_B) + \sigma^{B}.V_B \qquad (۱)$$

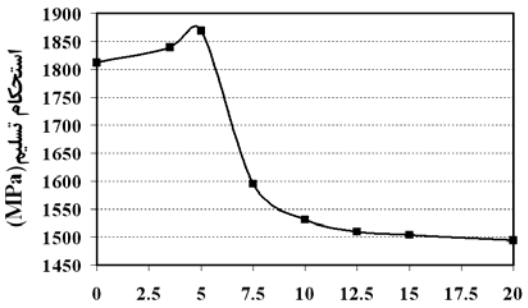


(الف)



(ب)

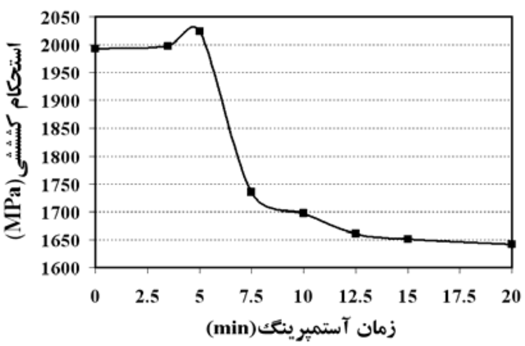
شکل ۵ تصویرهای میکروسکپ الکترونی روبشی از نمونه‌هایی با ریزساختار بینایت پایینی (الف)، و مارتنزیتی (ب)



شکل ٦ تغییرات استحکام تسلیم نمونه‌های فولادی بر حسب زمان آس‌تمپرینگ

در این رابطه، σ^{Mix} استحکام فولاد با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت، σ^{M} استحکام مارتنزیت،

σ^B استحکام بینایت پایینی، و V_B کسر حجمی بینایت پایینی هستند [10,11]. همان‌گونه که در شکل‌های (٦) و (۷) دیده می‌شود، با افزایش زمان آس‌تمپرینگ استحکام تسلیم و کششی فولاد با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت نسبت به فولاد مارتنزیتی افزایش می‌یابد، تا این‌که پس از ۵ دقیقه (معادل تشکیل حدود ۲۸ درصد بینایت پایینی) به مقدار بیشینه‌ی خود می‌رسد، و پس از آن با افزایش بیش‌تر زمان استحاله استحکام فولاد با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت کاهش می‌یابد. دلیل ایجاد انحراف در منحنی استحکام- زمان آس‌تمپرینگ نسبت به قانون مخلوط‌ها، و نیز وجود مقدار بیشنه در آن را می‌باید در نوع مورفولوژی و توزیع بینایت پایینی در کنار مارتنزیت و چگونگی تشکیل آن جستجو کرد.



شکل ۷ تغییرات استحکام کششی نمونه‌های فولادی بر حسب زمان آس‌تمپرینگ

تصویرهای ریزساختار نمونه‌های فولادی در شکل‌های (۱) و(۳) نشان می‌دهند که بینایت پایینی به‌شکل سوزنی تشکیل می‌شود، و این سبب تقسیم شدن دانه‌های آستنیت اولیه به بخش‌های کوچک‌تر می‌شود. این باعث کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت که پس از استحاله‌ی ناقص آستنیت به بینایت پایینی ایجاد شده است، خواهد شد. چگونگی تقسیم شدن دانه‌های آستنیت اولیه توسط بینایت پایینی و کاهش بسته‌های مارتنزیت به‌طور شماتیک در شکل (۱۰) نشان داده شده است. کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت، مطابق با قانون هال- پچ (رابطه‌ی ۲)، منجر به افزایش استحکام فولاد مارتنزیتی می‌شود[10].

$$\sigma^M = \sigma_i + kP_m^{-1/2} \quad (۲)$$

در این رابطه، σ^M استحکام تسلیم فولاد مارتنزیتی، P_m اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت، σ_i تنش اصطکاکی شبکه و k مقداری ثابت است. با جای‌گذاری رابطه‌ی (۲) در رابطه‌ی (۱)، می‌توان نوشت:

$$\sigma^{Mix} = (\sigma_i + kP_m^{-1/2})(1 - V_B) + \sigma^B.V_B \quad (۳)$$

معادله‌ی (۳) را به‌شکل زیر نیز می‌توان نوشت:

$$\sigma^{Mix} = \sigma_i + kP_m^{-1/2} - (\sigma_i + kP_m^{-1/2} - \sigma^B)V_B \quad (٤)$$

از طرف دیگر، وجود فاز سخت مارتنزیت در اطراف بینایت پایینی (به میزان ۲۸ درصد) باعث ممانعت از تغییر شکل موم‌سان آن می‌شود. بهادشیا و همکاران، [24]، نشان داده‌اند که وجود مقدار کمی از یک فاز سخت در کنار فاز نرم منجر به تشکیل تنش‌هایی می‌شود که از تغییر شکل موم‌سان فاز نرم جلوگیری می‌کنند، و این می‌تواند منجر به نزدیک شدن استحکام فاز نرم به محدوده‌ی استحکام فاز سخت شود. بنابراین با فرض نزدیکی استحکام فازهای مارتنزیت و بینایت پایینی (در مقادیر کم بینایت پایینی) در فولاد با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت، رابطه‌ی ٤ را می‌توان به‌شکل زیر نوشت:

$$\sigma^{Mix} = \sigma_i + kP_m^{-1/2} \quad (۵)$$

یعنی با کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت (P_m)، استحکام فولاد افزایش می‌یابد [9,10].

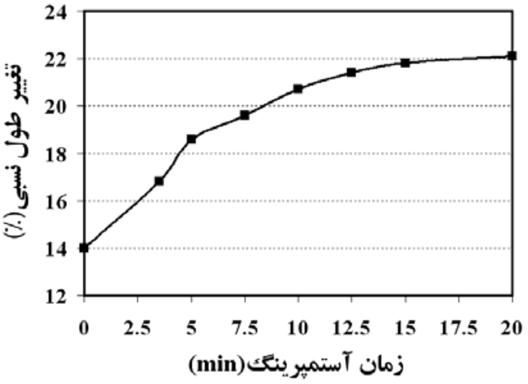
به این ترتیب، وجود یک مقدار بیشینه در نمودار استحکام- زمان آس‌تمپرینگ (بر اساس مشاهدات ریزساختاری) می‌تواند به دو دلیل باشد: ۱) تقسیم

شدن دانه‌های آستنیت اولیه و در نتیجه کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت توسط بینایت پایینی، و ۲) محدود شدن تغییر شکل موم‌سان بینایت پایینی توسط مارتنزیت سخت واقع در اطراف آن. با این‌حال، با افزایش بیش‌تر زمان آس‌تمپرینگ و در نتیجه افزایش بیش‌تر میزان بینایت، سازوکار فوق‌الذکر تأثیر خود را در افزایش استحکام فاز نرم‌تر بینایت توسط فاز سخت مارتنزیت از دست داده و استحکام فولاد با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت روند کاهشی پیدا می‌کند. نتایج موجود در جدول (۲) نشان می‌دهند که فولاد با ریزساختار بینایت پایینی کامل (نمونه‌ی نگه‌داری شده در دمای ۳۳۰ ºC به‌مدت زمان ۱٤٤۰ دقیقه) دارای کم‌ترین مقدار استحکام تسلیم و کششی در مقایسه با سایر نمونه‌های فولادی در شکل‌های (٦) و (٧) می‌باشد. پایین‌تر بودن استحکام بینایت پایینی متشکل از کاربیدهای ریز درون زمینه فریتی در مقایسه با مارتنزیت به‌دلیل ماهیت ریزساختاری آن است. این در حالی است که مارتنزیت دارای شبکه‌ی بلوری راست وجهی مرکزدار با چگالی بالای نابجایی می‌باشد. درشت‌تر بودن ورقه‌های بینایت پایینی در مقایسه با تیغه‌های مارتنزیت، یکی دیگر از عوامل پایین‌تر بودن استحکام بینایت پایینی در مقایسه با مارتنزیت عنوان شده است [18].

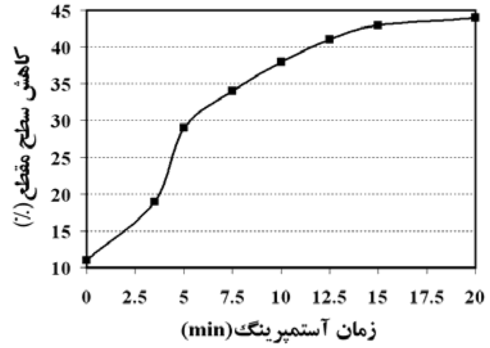
جدول ۲ خواص مکانیکی نمونه‌های فولادی با ریزساختار بینایت پایینی

استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی (MPa)	ازدیاد طول کل (%)
۱۳۰۸	۱۴۸۱	۲۳
کاهش سطح مقطع (%)	**انرژی ضربه شارپی (J)**	
۵۲	۲۷	

از طرفی، نمونه‌های با ریزساختار بینایت پایینی کامل بیش‌ترین و نمونه‌های با ریزساختار مارتنزیت کامل کم‌ترین میزان انعطاف‌پذیری (اندازه‌گیری شده بر مبنای ازدیاد طول کل و کاهش سطح مقطع) را دارند. بنابراین، همان‌طور که در شکل‌های (۸) و (۹) نیز نشان داده شده است، انعطاف‌پذیری نمونه‌های با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت با افزایش زمان آس‌تمپرینگ افزایش می‌یابد، و این افزایش به‌دلیل انعطاف‌پذیری بیش‌تر بینایت پایینی در مقایسه با مارتنزیت است. به عبارت دیگر، فولاد با ریزساختار ۲۸ درصد بینایت پایینی- مارتنزیت (نمونه‌ی آس‌تمپر شده به‌مدت زمان ۵ دقیقه) از میزان ازدیاد طول کل و کاهش سطح مقطع بالاتری نسبت به فولاد مارتنزیتی برخوردار است. بررسی شکل‌های (٦) تا (۹) نشان می‌دهد که حضور ۲۸ درصد بینایت پایینی در کنار مارتنزیت علاوه بر افزایش استحکام تسلیم و کششی فولاد، انعطاف‌پذیری آن را نیز بهبود می‌دهد. تقسیم شدن دانه‌های آستنیت اولیه به بخش‌های کوچک‌تر و در نتیجه کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت توسط بینایت پایینی، دلیل افزایش هم‌زمان استحکام و انعطاف‌پذیری فولاد با ریزساختار ۲۸ درصد بینایت پایینی- مارتنزیت است. به عبارت دیگر، سازوکار ریز دانه شدن آستنیت (تقسیم شدن آن‌ها به بخش‌های کوچک‌تر) توسط بینایت پایینی منجر به افزایش هم‌زمان استحکام و انعطاف‌پذیری در این فولاد شده است.



شکل ۸ تغییرات ازدیاد طول کل بر حسب زمان آس‌تمپرینگ

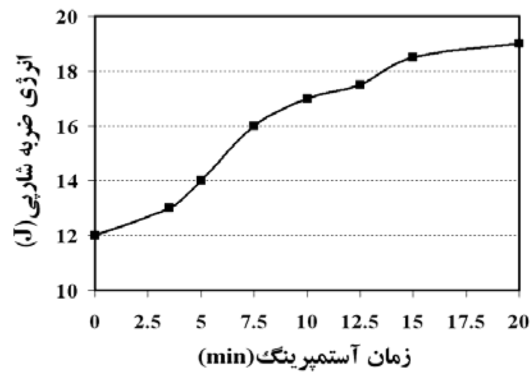


شکل ۹ تغییرات درصد کاهش سطح مقطع بر حسب زمان آس‌تمپرینگ



شکل ۱۰ شکل شماتیک از تقسیم شدن دانه‌های آستنیت اولیه توسط بینایت پایینی

نتایج آزمون ضربه مربوط به فولادهای با ریزساختارهای مختلف مارتنزیتی و بینایت پایینی- مارتنزیت در شکل (۱۱) نشان داده شده‌اند. همان‌گونه که دیده می‌شود، با افزایش زمان آس‌تمپرینگ (یا افزایش کسر حجمی بینایت پایینی)، انرژی ضربه افزایش می‌یابد. بیش‌ترین میزان انرژی ضربه مربوط به فولاد با ریزساختار بینایت پایینی کامل است (۲۷ J در جدول ۲)، که این بیان‌گر آن است که بینایت پایینی در مقایسه با مارتنزیت مقاومت بیش‌تری نسبت به شروع ترک دارد [9].

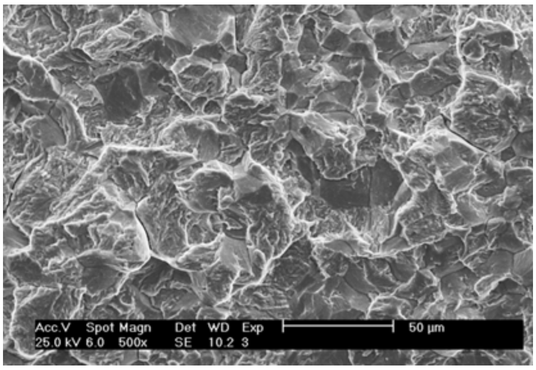


شکل ۱۱ تغییرات انرژی ضربه چارپی بر حسب زمان آس‌تمپرینگ

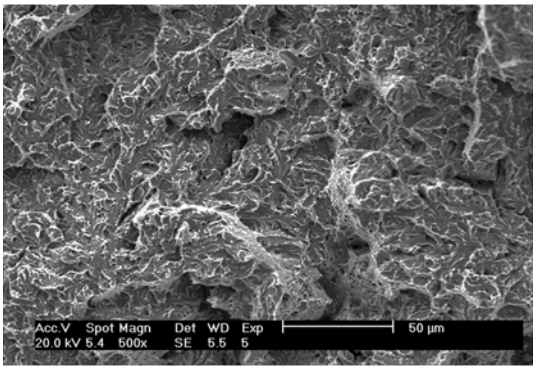
به‌دلیل قابلیّت بالاتر ریزساختارهای بینایت پایینی- مارتنزیت برای تغییر شکل موم‌سان و خاصیت تعدیل تنش در تیغه‌های بینایت پایینی در نتیجه‌ی برخورد ترکی که از فاز مارتنزیت گسترش یافته و به بینایت پایینی رسیده است، از شدت تمرکز تنش در نوک ترک کاسته شده و ترک در این شرایط کند می‌شود، به گونه‌ای که برای ادامه‌ی رشد به انرژی بیش‌تری نیاز خواهد داشت. در نتیجه، حضور بینایت پایینی در کنار مارتنزیت باعث بالا رفتن انرژی ضربه نسبت به نمونه‌ی کاملاً مارتنزیتی می‌شود [11].

چند سطح شکست از نمونه‌های ضربه با ریزساختار مارتنزیتی و ۲۸ درصد بینایت پایینی- مارتنزیت در شکل (۱۲) نشان داده شده است. در شکل (۱۲- الف) دیده می‌شود که سطح شکست نمونه‌ی فولادی با ریزساختار مارتنزیتی بازگشت یافته در دمای ۲۰۰ ºC از نوع بین دانه‌ای (Intergranular) است. بررسی‌های طیف‌نگاری الکترونی اوژه توسط تی‌یو و همکارانش نشان داده است که این نوع شکست به‌دلیل جدایش ناخالصی‌هایی مانند فسفر در مرز دانه‌های آستنیت اولیه رخ می‌دهد [18]. جدایش مرز دانه‌ای به دو شکل تعادلی و غیرتعادلی به وقوع می‌پیوندد. جدایش تعادلی هنگامی رخ می‌دهد که دستگاه در تعادل است، به گونه‌ای که به‌عنوان فرایندی ترمودینامیکی از میزان آن با کاهش دما کاسته می‌شود. جدایش غیرتعادلی به‌دلیل تشکیل مجموعه‌های ناخالصی- جای‌خالی در نتیجه‌ی سریع سرد شدن به وقوع می پیوندد، و در واقع فرایندی سینتیکی است. با بازگشت دادن نمونه‌های سریع سرد شده، مجموعه‌های فوق انرژی محرکه‌ی حرارتی لازم را برای حرکت و پیوستن به مرز دانه‌ها را پیدا کرده و سبب شکست مرز دانه‌ای در ریزساختار مارتنزیت بازگشت یافته می‌شوند [18]. در شکل (۱۲- ب) مشاهده می‌شود که سطح شکست نمونه‌ی با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت

از وجوه شبه ترد (شبه کلیواژ)، ظاهر رشته گونه‌ی ناشی از تغییر شکل موم‌سان و ریزفرورفتگی‌هایی تشکیل شده است، و این بیان‌گر آن است که ترک‌ها با سازوکاری ترکیبی متشکل از شکست شبه کلیواژ و شکست نرم گسترش یافته‌اند، و در نتیجه انرژی ضربه نمونه نسبت به نمونه‌ی با ریزساختار مارتنزیتی افزایش یافته است [25]. تحقیقات نشان داده است که اندازه‌ی سطوح شبه کلیواژ در سطح شکست نمونه‌های بینایتی با اندازه‌ی ورقه‌های بینایت در ارتباط کامل است [18,25].



(الف)



(ب)

شکل ۱۲ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌های با ریزساختار مارتنزیت بازگشت یافته (الف)، و ۲۸ درصد بینایت پایینی- مارتنزیت (ب)

نتیجه‌گیری

۱- نمونه‌ی فولادی با ریزساختار بینایت پایینی از انعطاف‌پذیری و انرژی ضربه‌ی بالاتر و استحکام پایین‌تری در مقایسه با نمونه‌های با ریزساختارهای مارتنزیتی و بینایت پایینی- مارتنزیت بازگشت یافته در دمای ۲۰۰ °C برخوردار بود.

۲- با افزایش زمان آس‌تمپرینگ تا ۵ دقیقه، استحکام تسلیم، استحکام کششی، انعطاف‌پذیری و انرژی ضربه‌ی نمونه‌ی با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت نسبت به نمونه‌ی مارتنزیتی افزایش یافت، ولی با افزایش زمان آس‌تمپرینگ به‌دلیل افزایش میزان بینایت پایینی در ریزساختار، استحکام کاهش یافت و به انعطاف‌پذیری و انرژی ضربه‌ی آن افزوده شد.

۳- تصویرهای میکروسکپی نشان دادند که بینایت پایینی در ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت به‌شکل سوزنی تشکیل شده و دانه‌های آستنیت اولیه را به بخش‌های کوچک‌تری تقسیم می‌کنند.

٤- افزایش هم‌زمان استحکام و انعطاف‌پذیری نمونه‌ی با ریزساختار ۲۸ درصد بینایت پایینی- مارتنزیت نسبت به نمونه‌ی مارتنزیتی به کاهش اندازه‌ی بسته‌های مارتنزیت توسط بینایت پایینی و ممانعت از تغییر شکل موم‌سان بینایت پایینی توسط مارتنزیت سخت اطراف آن نسبت داده شد.

۵ - سطح شکست نمونه‌های ضربه با ریزساختار بینایت پایینی- مارتنزیت از وجوه شبه ترد (شبه کلیواژ)، ظاهر رشته گونه‌ی ناشی از تغییر شکل موم‌سان و ریزفرورفتگی‌هایی تشکیل شده بودند که نشان می‌داد ترک‌ها با سازوکاری ترکیبی متشکل از شکست شبه کلیواژ و شکست نرم گسترش یافته‌اند. امّا سازوکار شکست نمونه‌های

ضربه با ریزساخت‌ار مارتنزیتی از نوع بین دانه‌ای بود.

مراجع

1. Peterman, G.L., and Jones, R.L., "Effects of quenching variables on fracture toughness of D6AC steel aerospace structures", *Met. Eng. Quart.*, 15(2), pp.59-64, (1975).

2. Mills, T., Clark, C., and Loader, C., "Review of F-111 structural materials", DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory, pp. 6-25,(2001).

3. Mirak, A.R., and Nili-Ahmadabadi, M., "Effect of modified heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a low alloy high strength steel", *Mater. Sci. Tech.*, 20, pp. 897-902, (2004).

4. Peterman, G.L., "Aus – bay quenching: high strength without distortion", *Met. Prog*., pp. 73-76,(1966).

5. Klopp, W.D., Aerospace Structural Metals Handbook, Vol. 1, *"Ferrous alloys"*, pp. 1-46, (1987).

6. Sajjadi, S.A., and Zebarjad, S.M., "Isothermal transformation of austenite to bainite in high carbon steels", *J. of Mater. Proce. Tech.*, 189, pp.107-113, (2007).

7. Bhadeshia, H.K.DL., *"Bainite in steel"*, 2nd ed., Cambridge university press, pp. 285-298, (2001).

8. Tomita, Y., "Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite-transformed 300M steel", *Mater. Sci. Eng. A.*, 172, pp.145-151, (1993).

9. Tomita, Y., "Improved lower temperature fracture toughness of ultrahigh strength 4340 steel through Modified Heat treatment", *Met. Trans. A.*, 18A, pp. 1495-1501, (1987).

10. Tomita, Y., "Improvement in lower temperature mechanical properties of 0.4 pct C-Ni-Cr-Mo ultrahigh strength steel with the second phase lower bainite", *Met. Trans. A*, 14A., pp.485-492, (1983).

11. Tomita, Y., "Heat treatment for improvement in lower temperature mechanical properties of 0.4 pct C- Cr- Mo ultrahigh strength steel", *Met. Trans. A*, 14A., pp. 2387-2393, (1983).

12. Tomita, Y., "Modified heat treatment for lower temperature improvement of the mechanical properties of two ultrahigh strength low alloy steels", *Met. Trans. A*, 16A., pp.83-91, (1985).

13. Rao, T.V.L., Dikshit, S.N., and Malakondaiah, G., "On mixed upper bainite-martensite in an AISI 4330 steel exhibiting an uncommonly improved strength-toughness combination", *Scrip. Met. et Mater.*, 24, pp. 1323-1328, (1990).

14. Zhang, X.Z., and Knott, J.F., "Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructure", *Acta. Mater.*, 47., pp.3483-3495,(1999).

15. Salemi, A., Abdollah-zadeh, A., Mirzaei, M., and Assadi, H., "A study on fracture properties of multiphase microstructures of CrMo steel", *Mater. Sci. Eng. A.*, 492, pp. 45-48, (2008).

16. Abdollah-zadeh, A., Salemi, A., and Assadi, H., "Mechanical behavior of CrMo steel with tempered martensite and ferrite-bainite-martensite microstructure", *Mater. Sci. Eng. A.*, 483-484, pp. 325-328,

(2008).

17. Tartaglia, J., Lazzari, k., Hui, G., and Hayrynen, K., "A comparison of mechanical properties and hydrogen embrittlement resistance of austempered vs quenched and tempered 4340 steel", *Met. Trans. A.*, 39A, pp.559-562, (2008).
18. Tu, M.Y., Hsu, C.A., Wang, W.H., and Hsu, Y.F., "Comparison of microstructure and mechanical behavior of lower bainite and tempered martensite in JIS SK5 steel", *Mater. Chem. phys.*, 107, pp.414-425, (2008).
19. ASTM E709.*"Guide for Magnetic Particle Examination", PP281-312*, (1998).
20. ASTM E114., *"Practice for Ultrasonic Pulse-Echo Straight-Beam Examination by the Contact Method"*, pp.12-15., (1998),
21. Bramfitt, B.L., and Benscoter, A., *"Metallographers guide, Practices and procedures for iron and steels", ASM International*, pp302-306, (1990).
22. ASTM E8M., *"Test Method for Tension Testing of Metallic Material"*, pp.78-88, (1998).
23. ASTM E23, *"Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Material"*, pp.138-152, (1998).
24. Yong, C.H., and Bhadeshia, H.K.D.H., "Strength of mixtures of bainite and martensite", *Mater. Sci. Tech.*, 10, pp.209-214, (1999).
25. Wen, J., Li, Q., and Long, Y., "Effect of austempering on microstructure and mechanical properties of GCr18Mo steel", *Mater. Sci. Eng. A.*, 523, pp. 125-1299, (2009).